

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 04-180536 /  
(43)Date of publication of application : 26.06.1992 /

(51)Int.Cl.

C22C 38/00  
C21D 8/00  
C22C 38/26

(21)Application number : 02-309531 /

(22)Date of filing : 15.11.1990 /

(71)Applicant : DAIDO STEEL CO LTD

(72)Inventor : FUJII TOSHIMITSU  
NAKAMURA SADAYUKI

**(54) HIGH TOUGHNESS NON-HEAT TREATED STEEL FOR DIRECT MACHINING**

**(57)Abstract:**

**PURPOSE:** To offer a non-heat treated steel capable of direct machining even if hardening and tempering are not executed after rolling and having toughness equal to that of a heat treated steel by regulating hot working conditions in a steel in which the kinds of alloy components, particularly proper amounts of Mn, Cr and Nb are specified.

**CONSTITUTION:** An ingot having a compsn. contg., by weight, 0.30 to 0.55% C,  $\leq$ 0.80% Si, 0.80 to 1.70% Mn, 0-20 to 0.80% Cr (where 1.20 to 1.90% Mn+Cr is regulated), 0.05 to 0.35% V, 0.005 to 0.050% sol.Al, 0.010 to 0.050% Nb, 0.005 to 0.03% N and the balance substantial Fe is made. This ingot is heated to  $\geq$ 950° C and is thereafter subjected to finish working as hot working at  $\geq$ 10% reduction of area at  $\leq$ 850° C to prepare the above non-heat treated steel. If required, one or more kinds of  $\leq$ 2.0% Ni and  $\leq$ 0.50% Mo is furthermore added to the above compsn.

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 特許公報 (B2)

(11)特許番号

特許第3036061号

(P3036061)

(45)発行日 平成12年4月24日 (2000.4.24)

(24)登録日 平成12年2月25日 (2000.2.25)

(51)Int.Cl.<sup>7</sup>  
C 22 C 38/00  
C 21 D 8/00  
C 22 C 38/26

識別記号  
301

F I  
C 22 C 38/00  
C 21 D 8/00  
C 22 C 38/26

301 A  
B

(21)出願番号 特願平2-309531  
(22)出願日 平成2年11月15日 (1990.11.15)  
(65)公開番号 特開平4-180536  
(43)公開日 平成4年6月26日 (1992.6.26)  
審査請求日 平成9年10月24日 (1997.10.24)

(73)特許権者 99999999  
大同特殊鋼株式会社  
愛知県名古屋市中区錦1丁目11番18号  
(72)発明者 藤井 利光  
愛知県東海市加木屋町南鹿持18番地  
(72)発明者 中村 貞行  
三重県三重郡朝日町大字柿3094  
(74)代理人 99999999  
弁理士 須賀 総夫

審査官 城所 宏

(56)参考文献 特開 昭58-52458 (JP, A)  
特開 平1-219148 (JP, A)

(58)調査した分野 (Int.Cl.<sup>7</sup>, DB名)  
C22C 38/00 - 38/26  
C21D 8/00

(54)【発明の名称】 直接切削用高韌性非調質鋼

1

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】C:0.30~0.55%、Si:0.80%以下、Mn:0.80~1.70%、Cr:0.20~0.80%（ただしMn+Cr:1.20~1.90%）、V:0.05~0.35%、sol. Aℓ:0.005~0.050%、Nb:0.010~0.050%およびN:0.008%超過~0.03%を含有し、残部が実質的にFeからなる組成の合金を材料とし、これを950℃以上に加熱後、仕上げ加工を850℃以下の温度における減面率10%以上の熱間加工として行なって得たことを特徴とする、直接切削用高韌性非調質鋼。

【請求項2】請求項1に記載の成分に加えて、Ni:2.0以下およびMo:0.50%以下の1種または2種を含有する合金を材料とし、これに請求項1に記載の条件の仕上げ加工を行なって得たことを特徴とする、直接切削用高韌性非調質鋼。

【請求項3】請求項1または2に記載の成分に加えて、

2

S:0.02%以下、Pb:0.35%以下、Ca:0.010%以下、Be:0.30%以下、Te:0.30%以下およびB:0.020%以下の1種または2種以上を含有する合金を材料とし、請求項1に記載の条件の仕上げ加工を行なって得たことを特徴とする、直接切削用高韌性非調質鋼。

【発明の詳細な説明】

【産業上の利用分野】

本発明は、高い韌性を有する直接切削用の非調質鋼に関する。この鋼は、圧延後、焼入れ焼もどし（調質処理）をすることなく機械加工を行ない、そのまま、または必要により高周波焼入れのような表面硬化処理を施して使用する機械構造部品の材料として好適である。

【従来の技術】

機械構造部品の生産能率の向上とコストの低減を目的として、焼入れ焼戻しを省略できる非調質鋼の開発が進

められて久しい。しかし既存の非調質材は、韌性が調質材にくらべて劣るため、なお用途に限界がある。

一方、非調質鋼の大きな用途である自動車部品の製造に当っては、圧延により得た素材を、焼入れ焼なましすることなく切削または転造により加工し、そのまま部品にできることが望ましい。

#### 【発明が解決しようとする課題】

本発明の目的は、上記のような技術の現状にかんがみ、圧延後、焼入れ焼もどしを行なわなくても直接機械加工することが可能であって、しかも調質材に匹敵する韌性を有する非調質鋼を提供することにある。

#### 【課題を解決するための手段】

本発明の直接切削用高韌性非調質鋼は、基本的な合金組成として、C:0.30～0.55%、Si:0.80%以下、Mn:0.80～1.70%、Cr:0.20～0.80%（ただしMn+Cr:1.20～1.90%）、V:0.05～0.35%、sol. A  $\ell$ :0.005～0.050%、Nb:0.010～0.050%およびN:0.008%超過～0.03%を含有し、残部が実質的にFeからなる組成の合金を材料とし、これを950°C以上に加熱後、仕上げ加工を、850°C以下の温度における減面率10%以上の熱間加工として行なって得たことを特徴とする。

本発明の鋼の合金組成は、上記した基本的な成分に加えて、下記のグループに属する添加元素の一方または両方を含有することができる。

I) Ni:2.0%以下およびMo:0.50%以下の1種または2種

II) S:0.02%以下、Pb:0.35%以下、Ca:0.010%以下、Be:0.30%以下、Te:0.30%以下およびB:0.020%以下の1種または2種以上

#### 【作用】

直接切削可能であるが機械構造部品として必要とされる程度の硬さをもつ非調質鋼において、高い韌性を実現する手段として、発明者らは、イ）マトリクスの韌性向上、およびロ）熱間加工後のフェライト・パーライト組織の微細化を企てた。この企てを実現する方策として、イ）についてはMnおよびCrの量を最適のバランスをもつて決定することを、またロ）については最適のNbの添加と最適の熱間加工条件を決定することを、それぞれとりあげた。

最適の熱間加工条件を決定するに当って、発明者らは、熱間加工後の結晶粒度は未再結晶状態から冷却して得たものの方が微細であるという事実に着目した。Nbを添加して再結晶温度を圧延が十分に実施できる領域（通常800～850°C）まで上昇させ、未再結晶域で仕上げ圧延を行なうことにより、韌性の向上に効果的な結晶粒の微細化が実現した。

上述した点を含め、本発明で採用した合金組成の限定理由を示せば、つぎのとおりである。

C:0.30～0.55%

加工後の硬さを決定する重要な因子であり、0.30%以

上の存在を必要とする。過剰になると硬さが高くなりすぎ、被削性と韌性を低下させるので、0.55%以内とした。

Si:0.80%以下

脱酸剤であるほか、強度の確保にも有用であるが、多量の存在は韌性にとって好ましくない。他の成分で補完できるので、0.80%以下の添加量とする。

Mn:0.80～1.70%、Cr:0.20～0.80%、ただしMn+Cr:1.20～1.90%

10 MnもCrもフェライト・パーライト組織の韌性を改善する上で、きわめて有効な成分である。Mn量およびCr量の増加につれて変態点が低下し、パーライトのラメラーの間隔が小さくなつて、パーライト部分の強度が高まり、亀裂の発生が抑制されるためである。MnとCrとは併用することにより高い効果が得られるので、Mnは0.80%以上、Crは0.20%以上であつて、Mn+Crが1.20%以上となるように配合する。一方、どちらも多量の存在は上部ベイナイトの生成を招き韌性が低下する原因となるから、Mnは1.70%以下、Crは0.80%以下であつて、Mn+Crが1.90%を超えないように添加する。

V:0.05～0.35%

熱間加工時に固溶し、冷却時に炭窒化物として析出して強度を高める。この効果は0.05%以上の添加により得られるが、0.35%を超えるとかえって韌性が低下する。

Sol. A  $\ell$ :0.0050～0.050%

脱酸剤として役立つほか、AlNとして析出し、熱間加工時の初期オーステナイト粒を微細化するのに役立つ。0.010%に足らない添加では効果が乏しく、0.050%近くで飽和する。

30 Nb:0.010～0.050%

前述のように、炭窒化物として析出して再結晶を抑制する。通常、熱間圧延の仕上げ温度は800～850°Cであり、この温度領域を未再結晶状態に保つには、0.010%以上のNbが必要である。この効果は0.050%に至つて飽和する。

N:0.008%超過～0.03%

40 NbおよびA  $\ell$ と結合して窒化物を生成し、熱間加工中の再結晶を抑制する。熱間加工前の初期オーステナイト粒の粗大化防止にも役立つ。これらの効果を得るには少なくとも0.008%を超過する量のNが必要であり、0.015%以上の存在が好ましいが、一方で多量に添加するとプローホール発生の危険が生じるので、0.03%を上限として設けた。

本発明の鋼において、所望により合金組成に含有させる前記の添加元素グループは、それぞれ下記の役割を担い、また、下記の理由で組成範囲が限定される。

Ni:2.0%以下およびMo:0.50%以下の1種または2種

ともに強度および韌性の向上に役立つ。上限は、Niに関しては被削性の低下とコストの増加、Moに関しては主としてコストの観点から定めた。

Si:0.02%以下、Pb:0.35%以下、Ca:0.010%以下、Be:0.30%以下、Te:0.30%以下およびB:0.020%以下の1種または2種以上

いずれも被削性の向上に有効であるが、多量の添加は韌性にとってはマイナスとなるから、上記の限度内に止める。

#### 【実施例1】

第1表に示す組成の合金鋼を真空溶解炉で溶製し、そのインゴットから熱間鍛造により22mm径の丸棒を得た。

この丸棒から径8mm×長さ12mmの試験片を採取し、熱間加工シミュレータを用いて、加熱温度1100°C、加工温度(圧延開始から終了まで一定)T°C(T=1000, 900, 875, 850, 800)、減面率50%の条件で熱間加工を行なった。

水冷後のミクロ組織を観察して、再結晶温度を測定した。その結果を、あわせて第1表に示す。

表のデータは、Nb量の増大につれて再結晶温度が、ひいては未再結晶温度が上昇することを示している。

#### 【実施例2】

第2表に示す組成の合金鋼を真空溶解炉で溶製し、そのインゴットから熱間鍛造により一辺50mmの角棒を得た。

これらを1100°Cに加熱し、下記の条件で熱間加工して径22mmの丸棒にした。

#### (条件1:本発明の範囲外)

1100°Cの加熱温度から圧延開始-900°Cで終止-放冷  
(条件2:本発明に従う熱間加工)

1100°Cの加熱温度から圧延開始-1000°Cで終止した-850°Cで再び圧延開始-終止後放冷

上記の丸棒からJIS3号シャルピー衝撃試験片を採取し、衝撃試験を行なった。その結果を、あわせて第2表に示す。Mn量、Cr量および熱間加工条件による韌性の差が、表のデータから明らかである。

#### 【実施例3】

第3表に示す組成の合金鋼を大気溶解により溶製し、そのインゴットを熱間圧延して153mm角のビレットにした。

このビレットを1050°Cに加熱し、30mmの丸棒に圧延した。このとき、圧延ロールの仕上げ別における減面率を、5%, 10%, 15%および20%と変化させた。(ただし、仕上げ別直前の圧延材温度は850°Cの一定値に調整した。)

上記の丸棒からJIS3号シャルピー試験片を採取し、衝撃試験を行なった。データを、第3表にあわせて掲げた。10%以上の減面率が、とくに本発明に従う組成の鋼において、韌性の向上に役立っていることを、表の結果が示している。

#### 【実施例4】

第4表に示す組成の合金鋼を溶製した。比較例は、MnおよびCrの量が、本発明の条件をみたさない場合であ

る。これらの鋼を実施例2の「条件2」の条件で熱間加工して得たものについて、硬さH<sub>RC</sub>を測定するとともに、シャルピー衝撃試験を行なった。

その結果を、第4表にあわせて示す。

各試料の硬さH<sub>RC</sub>とシャルピー衝撃値との関係をプロットすると、添付図面のようになる。この図は、同じ硬さレベル(従って同じ強度レベル)において、MnおよびCrの量を適切にえらんだ本発明の鋼の方が比較鋼よりも韌性が高いことを示している。

区分	No.	合金組成(重量%、残部Fe)						再結晶温度	
		C	Si	Mn	Cr	V	S. A.	Nb	
比較例	1	0.39	0.25	1.18	0.49	0.10	0.025	-	800°C以下
	2	0.41	0.25	1.20	0.51	0.10	0.024	0.005	800°C
本発明	1	0.40	0.26	1.20	0.48	0.10	0.024	0.011	850°C
	2	0.39	0.23	1.20	0.50	0.11	0.026	0.022	875°C
本発明	3	0.40	0.24	1.21	0.50	0.10	0.025	0.040	900°C

表

1

第

第 3 表

区 分 No.	合 成 粗 成 (重量%、残部 Fe)							衝 壓 値 (kgf m/cm <sup>2</sup> )				
	C	Si	Mn	Cr	V	S. A 1	Nb	N	5%	10%	15%	20%
本発明	15	0.41	0.25	1.18	0.50	0.10	0.022	0.020	0.018	10.27	13.08	14.24
比較例	11	0.40	0.24	1.20	0.48	0.10	0.024	—	0.018	8.63	9.13	9.77
	12	0.40	0.26	1.53	0.10	0.11	0.025	0.019	0.016	9.25	10.32	10.91
												11.86

10

20

30

40

区 分	No.	合 金 組 成 (重量%、残部Fe)							衝撃値 (kgf m/cm <sup>2</sup> )		
		C	Si	Mn	Cr	V	S. A. I	Nb	N	条件1	条件2
本発明に従う 組成の鋼	4	0.39	0.25	1.17	0.49	0.10	0.024	0.018	0.015	8.34	9.83
	5	0.40	0.26	1.02	0.33	0.10	0.024	0.021	0.016	7.95	8.54
	6	0.41	0.25	1.00	0.78	0.10	0.026	0.020	0.015	8.49	9.29
	7	0.38	0.24	1.49	0.35	0.09	0.025	0.018	0.014	8.24	9.38
	8	0.40	0.26	1.52	0.75	0.10	0.025	0.019	0.014	8.73	9.75
	9	0.39	0.25	1.95	0.34	0.10	0.024	0.021	0.017	8.67	9.84
	10	0.40	0.24	1.93	0.76	0.09	0.027	0.020	0.016	9.23	10.04
	11	0.38	0.25	1.15	0.48	0.10	0.023	0.015	0.015	8.22	9.44
	12	0.41	0.24	1.14	0.52	0.11	0.025	0.040	0.017	8.51	10.18
	13	0.35	0.25	1.15	0.50	0.10	0.026	0.021	0.015	11.85	13.72
比 較 例	14	0.54	0.26	1.16	0.48	0.10	0.023	0.018	0.017	6.48	7.28
	3	0.42	0.24	0.72	0.10	0.10	0.024	0.020	0.016	6.76	7.22
	4	0.39	0.23	0.70	0.51	0.10	0.025	0.019	0.015	7.03	8.21
	5	0.41	0.25	1.50	1.00	0.09	0.026	0.021	0.015	3.83	4.21
	6	0.40	0.26	2.10	1.00	0.10	0.025	0.020	0.014	3.24	3.87
	7	0.41	0.25	1.20	0.51	0.10	0.024	0.005	0.015	8.00	8.29
	8	0.36	0.24	0.69	0.12	0.11	0.025	0.020	0.014	10.14	11.65
	9	0.53	0.26	0.68	0.09	0.10	0.024	0.018	0.015	5.58	6.88
	10	0.40	0.26	0.67	0.10	—	0.017	—	0.008	焼入れ焼もどし後	9.25

第 2 表

表4 第

区分	No	合金組成 (重量%、残部Fe)						衝撃値 (Kgf/mm <sup>2</sup> )	(HRC)	強さ	
		C	Si	Mn	Cr	V	S. Al	Nb	V		
実施例	16	0.44	0.25	0.99	0.32	0.11	0.023	0.020	0.018	7.13	24.5
	17	0.45	0.26	0.82	0.60	0.10	0.025	0.019	0.070	7.25	25.5
	18	0.45	0.26	1.01	0.78	0.08	0.024	0.019	0.020	7.32	28.7
	19	0.44	0.24	1.20	0.48	0.11	0.025	0.021	0.021	8.26	27.5
	20	0.43	0.25	1.52	0.30	0.10	0.026	0.019	0.018	7.59	28.2
	21	0.35	0.25	1.19	0.50	0.09	0.024	0.022	0.019	11.28	22.0
	22	0.52	0.26	1.20	0.48	0.09	0.025	0.019	0.020	5.32	29.8
	13	0.43	0.24	0.70	0.10	0.09	0.024	0.018	0.021	5.60	19.2
	14	0.44	0.25	1.02	0.10	0.10	0.023	0.019	0.019	5.87	22.5
	15	0.46	0.26	0.69	0.52	0.10	0.025	0.020	0.020	6.24	23.8
比較例	16	0.45	0.26	1.92	0.09	0.11	0.025	0.019	0.020	2.96	29.4
	17	0.46	0.25	1.51	0.49	0.09	0.025	0.020	0.020	2.98	29.8
	18	0.45	0.26	1.21	1.03	0.10	0.026	0.019	0.019	2.78	31.4
	19	0.36	0.27	0.72	0.12	0.11	0.025	0.020	0.018	9.41	13.8
	20	0.52	0.25	0.99	0.11	0.09	0.024	0.021	0.019	4.19	22.5

## 【発明の効果】

本発明の直接切削用高韌性非調質鋼は、圧延のままで、焼入れ焼もどし処理を施した調質鋼に匹敵する韌性を有し、かつ歯切りや孔あけ等の機械加工を行なってそのまま、または必要により高周波焼入れのような表面硬化処理を施して、機械構造部品とすることができます。

従ってこの鋼は、たとえば自動車のステアリングラッ

クのような、相当に高い韌性が要求され、かつ低コストで生産することが望ましい部品の材料として好適である。

## 【図面の簡単な説明】

図面は、本発明の実施例のデータを発明の範囲外の鋼と比較して示すものであって、各試料の硬さHRCとシャルピー衝撃値との関係をプロットしたグラフである。

